

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 05-263657

(43)Date of publication of application : 12.10.1993

(51)Int.Cl. F02C 3/06

F01D 5/06

// C22C 38/00

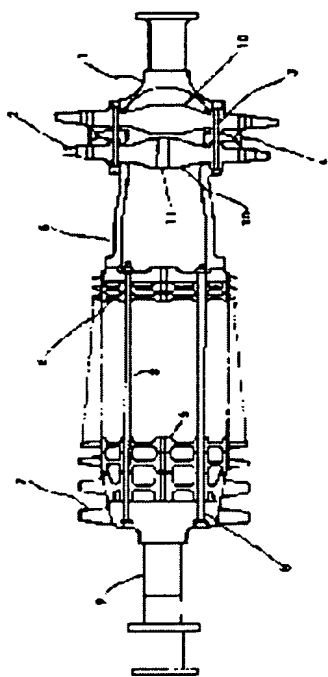
C22C 38/48

C22C 38/54

(21)Application number : 05-019850 (71)Applicant : HITACHI LTD

(22)Date of filing : 08.02.1993 (72)Inventor : SHIGA MASAO
FUKUI HIROSHI
KURIYAMA MITSUO
IIJIMA KATSUKI
MAENO YOSHIMI
TAKAHASHI SHINTARO
IIZUKA NOBUYUKI
KUROSAWA SOICHI
WATANABE YASUO
HIRAGA MAKOTO

(54) HIGH EFFICIENCY GAS TURBINE AND DISC USED IN IT



(57)Abstract:

PURPOSE: To provide a gas turbine of high heat efficiency by making such final stage items as a turbine disc, turbine blade, compressor disc and the first stage item as a compressor stub shaft with a specific compression ratio, combustion gas temp., and first stage temp. and from a martensite series steel having a specific rupture strength.

CONSTITUTION: A gas turbine equipped with a turbine disc 10, a plurality of compressor discs 6 such as turbine blades 2, and a compressor shaft 9 formed in a single piece with the first

stage of disc generates a combustion gas over 1300°C with the compression ratio made over 14.7 by the rotation of compressor blades 7, and this is introduced to the first stage of turbine nozzle at a temp, over 1200°C and makes the first stage temp. of the turbine disc over 450°C. The components are made of an all-tempered martensite steel having a 105hr. creep rupture strength at 450°C of 50kg/mm² or more and a 25-°C V-notch Charpy impact value of 5kg-m/cm² or more when measured after heating for 103hr. at 500°C.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 08.02.1993

[Date of sending the examiner's
decision of rejection]

[Kind of final disposal of application
other than the examiner's decision of
rejection or application converted
registration]

[Date of final disposal for
application]

[Patent number]	2503180
[Date of registration]	13.03.1996
[Number of appeal against examiner's decision of rejection]	
[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]	
[Date of extinction of right]	

Copyright (C); 1998,2000 Japan Patent Office

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 特 許 公 報 (B 2)

(11) 特許番号

第2503180号

(45) 発行日 平成 8 年(1996) 6 月 5 日

(24) 登録日 平成 8 年(1996) 3 月 13 日

(51) Int.Cl. ⁸	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
F 0 2 C 3/06			F 0 2 C 3/06	
F 0 1 D 5/06			F 0 1 D 5/06	
// C 2 2 C 38/00	3 0 2		C 2 2 C 38/00	3 0 2 Z
38/48			38/48	
38/54			38/54	

発明の数 2 (全 16 頁)

(21) 出願番号 特願平5-19850
(62) 分割の表示 特願昭62-1630の分割
(22) 出願日 昭和62年(1987) 1 月 9 日

(65) 公開番号 特開平5-263657
(43) 公開日 平成 5 年(1993) 10 月 12 日

(73) 特許権者 000005108
株式会社日立製作所
東京都千代田区神田駿河台四丁目 6 番地
(72) 発明者 志賀 正男
茨城県日立市久慈町4026番地 株式会社
日立製作所 日立研究所内
(72) 発明者 福井 寛
茨城県日立市久慈町4026番地 株式会社
日立製作所 日立研究所内
(72) 発明者 栗山 光男
茨城県日立市久慈町4026番地 株式会社
日立製作所 日立研究所内
(74) 代理人 弁理士 小川 勝男

審査官 飯塚 直樹

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高効率ガスタービン

1

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】タービンスタブシャフトと、該シャフトにタービンスタッキングボルトによって互いにスベアを介して連結された複数のタービンディスクと、該ディスクに植込まれ回転するタービンブレードと、前記ロータに連結されたディスタントピースと、該ディスタントピースに連結された複数のコンプレッサディスクと、該コンプレッサディスクに植込まれ空気を圧縮するコンプレッサブレードと、前記コンプレッサディスクに連結されたコンプレッサスタブシャフトを備えたガスタービンにおいて、
前記タービンディスク、ディスタントピース、タービンスベア、最終段のコンプレッサディスク及びタービンスタッキングボルトの少なくとも 1 つが重量で、C 0 . 0 5 ~ 0 . 2 % , S i 0 . 5 % 以下、M n 0 . 6 % 以下、

2

C r 8 ~ 1 3 % , M o 1 . 5 ~ 3 % , N i 2 . 1 % を越え 3 % 以下、V 0 . 0 5 ~ 0 . 3 % , N b 及び T a の 1 種又は 2 種の合計量が 0 . 0 2 ~ 0 . 2 % 及び N 0 . 0 2 ~ 0 . 1 % を含むマルテンサイト鋼からなることを特徴とする高効率ガスタービン。

【請求項 2】前記タービンディスク、ディスタントピース、タービンスベア、コンプレッサディスクの最終段及びタービンスタッキングボルトの少なくとも 1 つが、重量で、C 0 . 0 7 ~ 0 . 1 5 % , S i 0 . 0 1 ~ 0 . 1 % , M n 0 . 1 ~ 0 . 4 % , C r 1 1 ~ 1 2 . 5 % , N i 2 . 2 ~ 3 . 0 % , M o 1 . 8 ~ 2 . 5 % , N b 及び T a の 1 種又は 2 種の合計量が 0 . 0 4 ~ 0 . 0 8 % , V 0 . 1 5 ~ 0 . 2 5 % 及び N 0 . 0 4 ~ 0 . 0 8 % を含み、全焼戻しマルテンサイト組織を有するマルテンサイト鋼からなる請求項 1 に記載の高効率ガスタービン。

【請求項3】タービスタブシャフトと、該シャフトにタービスタッキングボルトによって互いにスペーサを介して連結された複数のタービンディスクと、該ディスクに植込まれ燃焼器によって発生した高温の燃焼ガスによって回転するタービンブレードと、前記ディスクに連結されたディスタントピースと、該ディスタントピースに連結された複数のコンプレッサディスクと、該ディスクに植込まれ空気を圧縮するコンプレッサブレードと、前記コンプレッサディスクの初段に一体に連結されたコンプレッサスタブシャフトを備えたガスタービンにおいて、

前記タービンディスク、ディスタントピース、タービンスペーサ、コンプレッサディスクの最終段及びタービスタッキングボルトの少なくとも1つが、重量で、C 0.05～0.2%、Si 0.5%以下、Mn 0.6%以下、Cr 8～13%、Mo 1.5～3%、Ni 2.1%を越え3%以下、V 0.05～0.3%、Nb及びTaの1種又は2種の合計量が0.02～0.2%及びN 0.02～0.1%と、W 1%以下、Co 0.5%以下、Cu 0.5%以下、B 0.01%以下、Ti 0.5%以下、Al 0.3%以下、Zr 0.1%以下、Hf 0.1%以下、Ca 0.01%以下、Mg 0.01%以下、Y 0.01%以下及び希土類元素0.01%以下の少なくとも1種を含むマルテンサイト鋼からなることを特徴とする高効率ガスタービン。

【請求項4】前記タービンブレードは重量でC 0.07～0.25%、Si 1%以下、Mn 1%以下、Cr 12～20%、Co 5～15%、Mo 1～5%、W 1～5%、B 0.005～0.03%、Ti 2～7%、Al 3～7%と、Nb 1.5%以下、Zr 0.01～0.5%、Hf 0.01～0.5%、V 0.01～0.5%の1種以上とを有し、 γ' 及び γ'' 相を有するNi基铸造合金からなる請求項1～3のいずれかに記載の高効率ガスタービン。

【請求項5】前記タービンノズルは重量でC 0.20～0.6%、Si 2%以下、Mn 2%以下、Cr 25～35%、Ni 5～15%、W 3～10%及びB 0.003～0.03%を含み、又は更にTi 0.1～0.3%、Nb 0.1～0.5%及びZr 0.1～0.3%の少なくとも1種を含み、オーステナイト基地に共晶炭化物及び二次炭化物を有するCo基铸造合金からなる請求項1～4のいずれかに記載の高効率ガスタービン。

【請求項6】前記燃焼器ライナは重量でC 0.05～0.2%、Si 2%以下、Mn 2%以下、Cr 20～25%、Co 0.5～5%、Mo 5～15%、Fe 10～30%、W 5%以下及びB 0.02%以下を含み、全オーステナイト組織を有するNi基合金からなる請求項1～5のいずれかに記載の高効率ガスタービン。

【請求項7】前記タービンブレードの先端部分に摺接しリング状に形成されるシュラウドであって、該シュラウド

は前記タービンブレードの初段に対応する部分が重量でC 0.05～0.2%、Si 2%以下、Mn 2%以下、Cr 17～27%、Co 5%以下、Mo 5～15%、Fe 10～30%、W 5%以下及びB 0.02%以下を含み、全オーステナイト組織を有するNi基合金からなり、前記タービンブレードの残りの段に対応する部分が重量でC 0.3～0.6%、Si 2%以下、Mn 2%以下、Cr 20～27%、Ni 20～30%、Nb 0.1～0.5%及びTi 0.1～0.5%を含み、Fe基铸造合金からなる請求項1～6のいずれかに記載の高効率ガスタービン。

【請求項8】前記タービスタブシャフトは重量で、C 0.2～0.4%、Mn 0.5～1.5%、Si 0.1～0.5%、Cr 0.5～1.5%、Ni 0.5%以下、Mo 1.0～2.0%及びV 0.1～0.3%を含むCr-Mo-V鋼で構成されている請求項1～7のいずれかに記載の高効率ガスタービン。

【請求項9】前記コンプレッサブレードは重量でC 0.05～0.2%、Si 0.5%以下、Mn 1%以下及びCr 10～13%を含むマルテンサイト鋼で構成されている請求項1～8のいずれかに記載の高効率ガスタービン。

【請求項10】前記コンプレッサディスクのガス上流側の初段から中心部までの上流側を重量で、C 0.15～0.30%、Si 0.5%以下、Mn 0.6%以下、Cr 1～2%、Ni 2.0～4.0%、Mo 0.5～1.0%及びV 0.05～0.2%を含むNi-Cr-Mo-V鋼からなり、前記中心部から下流側の少なくとも最終段を除く前記ディスクを重量で、C 0.2～0.4%、Si 0.1～0.5%、Mn 0.5～1.5%、Cr 0.5～1.5%、Ni 0.5%以下、Mo 1.0～2.0%及びV 0.1～0.3%を含むCr-Mo-V鋼で構成した請求項1～9のいずれかに記載の高効率ガスタービン。

【請求項11】前記コンプレッサスタブシャフトが重量でC 0.15～0.3%、Mn 0.6%以下、Si 0.5%以下、Ni 2.0～4.0%、Cr 1～2%、Mo 0.5～1%、V 0.05～0.2%を含むNi-Cr-Mo-V鋼で構成されている請求項1～10に記載の高効率ガスタービン。

【請求項12】前記タービンノズルを固定するダイヤフラムであって、該ダイヤフラムは前記初段のタービンブレードに高温ガス流を誘導する初段タービンノズル部分が重量で、C 0.05%以下、Si 1%以下、Mn 2%以下、Cr 16～22%及びNi 9～15%を含むオーステナイト鋼からなる請求項1～11のいずれかに記載の高効率ガスタービン。

【請求項13】前記コンプレッサノズルは重量でC 0.05～0.2%、Si 0.5%以下、Mn 1%以下及びCr 10～13%を含み、又は更にNi 0.5%以下及びMo 0.5%以下を含むマルテンサイト鋼からなる請

10

20

30

40

50

求項1～12のいずれかに記載の高効率ガスタービン。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は新規なガスタービンに関し、特に新規な耐熱鋼を用いた新規な高効率ガスタービンに関する。

【0002】

【従来の技術】現在、ガスタービン用ディスクにはCr-Mo-V鋼が使用されている。

【0003】近年、省エネルギーの観点からガスタービンの熱効率の向上が望まれている。熱効率を向上させるにはガス温度及び圧力を上げるのが最も有効な手段であるが、ガス温度を1100℃から1300℃に高め、圧縮比を10から15まで高めることにより相対比で約3%の効率向上が期待できる。

【0004】しかし、これらの高温・高圧比に伴い従来のCr-Mo-V鋼では強度不足で、より強度の高い材料が必要である。として高温特性を最も大きく左右するクリープ破断強度が要求される。クリープ破断強度がCr-Mo-V鋼より高い構造材料としてオーステナイト鋼、Ni基合金、Co基合金、マルテンサイト鋼等が一般に知られているが、熱間加工性、切削性及び振動減衰特性等の点でNi基合金及びCo基合金は望ましくない。また、オーステナイト鋼は400～450℃付近の高温強度がそれ程高くないこと更にガスタービン全体システムから望ましくない。一方、マルテンサイト鋼は他の構成部品とのマッチングが良く、高温強度も十分である。マルテンサイト鋼として特開昭58-110661号公報、60-138054号公報、特公昭46-279号公報等が知られている。しかし、これらの材料は400～450℃で必ずしも高いクリープ破断強度は得られず、更に高温で長時間加熱後の靱性が低く、タービンディスクとして使用できず、ガスタービンの効率向上は得られない。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】ガスタービンの高温・高圧比に対して単に強度の高い材料を用いるだけではガス温度の上昇はできない。一般に、強度を向上させると靱性が低下する。ガスタービンの高温化には高温強度と高温長時間加熱後に高い靱性を兼ね備えた耐熱鋼を用いなければならない。

【0006】本発明の目的は、熱効率の高いガスタービン及びそれに用いるタービンディスクを提供するにある。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明は、タービンスタブシャフトと、該シャフトにタービンスタッキングボルトによって互いにスペードを介して連結された複数のタービンディスクと、該ディスクに植込まれ燃焼器によって発生した高温の燃焼ガスをタービンノズルを通して噴射させることによって回転するタービンブレードと、

前記ディスクに連結されたディスタントピースと、該ディスタントピースに連結された複数のコンプレッサディスクと、該ディスクに植込まれたコンプレッサブレードと、前記コンプレッサディスクの初段に一体に形成されたコンプレッサスタブシャフトを備えたガスタービンにおいて、前記タービンディスク、ディスタントピース、タービンスペーサ、最終段のコンプレッサディスク及びタービンスタッキングボルトの少なくとも1つが以下のマルテンサイト系鋼からなり、特に該ガスタービンは前記コンプレッサブレードの回転によって空気の圧縮比を14.7以上とし、該圧縮された空気を用いて前記燃焼器によって1300℃以上の燃焼ガスを発生し、該燃焼ガスを1200℃以上でタービンノズルの初段に導入するとともにタービンディスクの初段温度を450℃以上において好ましいものである。

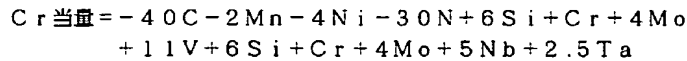
【0008】前述のタービンディスク、ディスタントピース、タービンスペーサ、コンプレッサディスクの最終段及びタービンスタッキングボルトの少なくとも1つが450℃で10³時間クリープ破断強度が50 kg/mm²以上及び500℃で10³時間加熱後の25℃のVノッチシャルピー衝撃値が5 kg-m/cm²以上である全焼戻しマルテンサイト組織を有するマルテンサイト系鋼が好ましい。

【0009】本発明に係るマルテンサイト系鋼は、重量で、Co 0.05～0.2%、Si 0.5%以下、Mn 0.6%以下、Cr 8～13%、Mo 1.5～3%、Ni 2.10%を越え3%以下、V 0.05～0.3%、Nb及びTaの1種又は2種の合計量が0.02～0.2%及びN 0.02～0.1%を含み、特に前記(Mn/Ni)比を0.11とするのが好ましく、残部が実質的にFeからなることを特徴とする。更に、重量で、C 0.07～0.15%、Si 0.01～0.1%、Mn 0.1～0.4%、Cr 11～12.5%、Ni 2.2～3.0%、Mo 1.8～2.5%、Nb及びTaの1種又は2種の合計量が0.04～0.08%、V 0.15～0.25%及びN 0.04～0.08%を含み、特に前記(Mn/Ni)比を0.04～0.10%とするのが好ましく、残部が実質的にFeからなり、全焼戻しマルテンサイト組織を有することを特徴とする。

【0010】また、本発明に係るマルテンサイト系鋼は重量でW 1%以下、Co 0.5%以下、Cu 0.5%以下、B 0.01%以下、Ti 0.5%以下、Al 0.3%以下、Zr 0.1%以下、Hf 0.1%以下、Ca 0.01%以下、Mg 0.01%以下、Y 0.01%以下及び希土類元素0.01%以下の少なくとも1種を含むことができる。

【0011】本発明に係る鋼は次式で計算されるCr当量が10以下になるように成分調整され、δフェライト相を実質的に含まないようにすることが必要である。

【0012】



(各元素は合金中の含有量(重量%)で計算される)本発明は、円盤状で、該円盤状の外周部に翼が植込まれる凹状の翼植込み部が設けられ、前記円盤の中心部に最大の厚さを有し、前記円盤の外周側にボルトを挿入する貫通孔を有し前記ボルトによって複数個の前記円盤を連結する構造を有するタービンディスクは前述の鋼が用いられ、特に、450℃で10⁵時間クリープ破断強度が50kq/mm²以上及び500℃で10⁵時間加熱後の25℃のVノッチシャルピー衝撃値が5kq-m/cm²以上である全焼戻しマルテンサイト組織を有するマルテンサイト系鋼からなるのが好ましい。

【0013】複数個のタービンディスクを該ディスクの外周側でリング状のスペーサを介しボルトによって連結される前記スペーサは、上述の特性を有するマルテンサイト系鋼又は前述の組成を有する耐熱鋼によって構成されることを特徴とする。

【0014】タービンディスクとコンプレッサディスクとを円筒状ディスタントピースを介してボルトによって連結するディスタントピース；複数個のタービンディスクを連結するスタッキングボルト及び複数個のコンプレッサディスクを連結するスタッキングボルトの少なくとも一方のボルト；円盤状で、該円盤状の外周部に翼が植込まれる凹状の翼植込み部が設けられ、前記円盤の外周側にボルトを挿入し該ボルトによって複数個の前記円盤を連結する構造を有し、前記円盤の中心部及び貫通孔を有する部分で最大の厚さを有するコンプレッサディスクは各々前述の特性を有するマルテンサイト鋼又は前述の組成を有する耐熱鋼によって構成されることを特徴とする。

【0015】本発明のガスタービンディスクは前述のマルテンサイト鋼を適用することによって外径(D)に対する中心部の厚さ(t)との比(t/D)を0.15~0.3にすることができ、軽量化が可能である。特に、0.18~0.22とすることによりディスク間の距離を短縮でき、熱効率の向上が期待できる。

【0016】本発明は、少なくともタービンディスクに前述のマルテンサイト系鋼を用いたことにあるが、それより強度が要求されないタービンスペーサ、コンプレッサスタッキングボルト、ディスタントピース、コンプレッサディスクには重量で、C0.05~0.2%、Si0.5%以下、Mn1%以下、Cr8~13%、Mo1.5~3%、Ni3%以下、V0.05~0.3%、Nb0.02~0.2%、N0.02~0.1%を含み、残部がFe及び不可避不純物からなるマルテンサイト鋼を用いることができる。これらの部品がより高温にさらされるようなより高い燃焼ガス温度で作動させるときは前述のガスタービンディスクと同じ鋼が用いられる。

【0017】

【作用】本発明に係るマルテンサイト系鋼の成分範囲限定理由について説明する。Cは高い引張強さと耐力を得るために最低0.05%必要である。しかし、あまりCを多くすると、高温に長時間さらされた場合に金属組織が不安定になり、10⁵hクリープ破断強度を低下させるので、0.20%以下にしなければならない。最も0.07~0.15%が好ましい。より、0.10~0.14%が好ましい。

【0018】Siは脱酸剤、Mnは脱酸・脱硫剤として鋼の溶解の際に添加するものであり、少量でも効果がある。Siはδフェライト生成元素であり、多量の添加は疲労及び靱性を低下させるδフェライト生成の原因になるので0.5%以下にしなければならない。なお、カーボン真空脱酸法及びエレクトロスラグ溶解法などによればSi添加の必要がなく、Si無添加がよい。

【0019】特に、脆化の点から0.2%以下が好ましく、Si無添加でも不純物とし0.01~0.1%含有される。

【0020】Mnは加熱による脆化を促進させるので、0.6%以下にすべきである。特に、Mnは脱硫剤として有効なので、加熱脆化を生じないように0.1~0.4%が好ましい。更に0.1~0.25%が最も好ましい。また脆化防止の点からSi+Mn量を0.3%以下にするのが好ましい。

【0021】Crは耐食性と高温強度を高めるが、13%以上添加するとδフェライト組織生成の原因になる。8%より少ないと耐食性及び高温強度が不十分なので、Crは8~13%に決定された。特に強度の点から11~12.5%が好ましい。

【0022】Moは固溶強化及び析出強化作用によってクリープ破断強度を高めると同時に脆化防止効果がある。1.5%以下ではクリープ破断強度向上効果が不十分であり、3.0%以上になるとδフェライト生成原因になるので1.5~3.0%に限定された。特に1.8~2.5%が好ましい。更に、MoはNi量が2.1%を越える含有量のときMo量が多いほどクリープ破断強度を高める効果があり、特にMo2.0%以上の効果が大きい。

【0023】V及びNbは炭化物を析出し高温強度を高めると同時に靱性向上効果がある。V0.1%、Nb0.02%以下ではその効果が不十分であり、V0.3%、Nb0.2%以上ではδフェライト生成の原因となると共にクリープ破断強度が低下する傾向を示すようになる。特にV0.15~0.25%、Nb0.04~0.08%が好ましい。Nbの代りにTaを全く同様に添加でき、複合添加することができる。

【0024】Niは高温長時間加熱後の靱性を高め、かつδフェライト生成の防止効果がある。2.1%以下で

10

20

30

40

50

はその効果が十分でなく、3%以上では長時間クリープ破断強度を低下させる。特に2.2~3.0%が好ましい。より好ましくは2.5%を超える量である。

【0025】Niは加熱脆化防止に効果があるが、Mnは逆に害を与える。従ってこれらの元素の間には密接な相関関係があることを本発明者らは見出した。即ち、Mn/Niの比が0.11以下にすることによりきわめて顕著に加熱脆化が防止されることを見出した。特に、0.10以下が好ましく、0.04~0.10が好ましい。

【0026】Nはクリープ破断強度の改善及びδフェライトの生成防止に効果があるが0.02%未満ではその効果が十分でなく、0.1%を超えると靱性を低下させる。特に0.04~0.08%の範囲で優れた特性が得られる。

【0027】Coは強化するが脆化を促進させるので、0.5%以下とすべきである。WはMoと同様に強化に寄与するので、1%以下含有することができる。B0.01%以下、Al0.3%以下、Ti0.5%以下、Zr0.1%以下、Hf0.1%以下、Ca0.01%以下、Mg0.01%以下、Y0.01%以下、希土類0.01%以下、Cu0.5%以下含有させることにより高温強度を向上させることができる。

【0028】本発明に係る鋼の熱処理はまず完全なオーステナイトに変態するに十分な温度、最低900℃、最高1150℃に均一加熱し、マルテンサイト組織が得られる。100℃/h以上の速度で急冷し、次いで450~600℃の温度に加熱保持し（第1次焼戻し）、次いで550~650℃の温度に加熱保持し第2次焼戻しを行う。焼入れに当ってはMs点直上の温度に止めることが焼割れを防止する上で好ましい。具体的温度は150℃以上に止めるのが良い。焼入れは油中焼入れ又は水噴霧焼入れによって行うのが好ましい。第1次焼戻しはその温度より加熱する。

【0029】コンプレッサディスクの少なくとも最終段又はその全部を前述の耐熱鋼によって構成することができるが、初段から中心部まではガス温度が低いので、他の低合金鋼を用いることができ、中心部から最終段までを前述の耐熱鋼を用いることができる。ガス上流側の初段から中心部までの上流側を重量で、C0.15~0.30%、Si0.5%以下、Mn0.6%以下、Cr1~2%、Ni2.0~4.0%、Mo0.5~1%、V0.05~0.2%及び残部が実質的にFeからなり、室温の引張強さが80kq/mm²以上、室温のVノッチシャルピー衝撃値が20kq-m/cm²以上のNi-Cr-Mo-V鋼が用いられ、中心部から少なくとも最終段を除き重量で、C0.2~0.4%、Si0.1~0.5%、Mn0.5~1.5%、Cr0.5~1.5%、Ni0.5%以下、Mo1.0~2.0%、V0.1~0.3%及び残部が実質的にFeからなり、室温の引張強さが80kq/mm²以上、伸び率

18%以上、絞り率50%以上を有するCr-Mo-V鋼を用いることができる。

【0030】コンプレッサスタブシャフト及びタービンスタブシャフトは上述のCr-Mo-V鋼を用いることができる。

【0031】本発明のコンプレッサディスクは円盤状であり、外側部分にスタッキングボルト挿入用の穴が複数個全周にわたって設けられ、コンプレッサディスクの直径(D)に対し最小の肉厚(t)との比(t/D)を0.05~0.10にするのが好ましい。

【0032】本発明のディスタントピースは円筒状で、両端をコンプレッサディスク及びタービンディスクにボルトによって接続するフランジが設けられ、最大内径(D)に対する最小肉厚(t)との比(t/D)を0.05~0.10とするのが好ましい。

【0033】本発明のガスタービンはタービンディスクの直径(D)に対する各ディスクの間隔(l)の比(l/D)を0.15~0.25とするのが好ましい。

【0034】コンプレッサディスクの一例として、17段からなる場合には初段から12段目までを前述のNi-Cr-Mo-V鋼、13段目から16段目をCr-Mo-V鋼及び17段目を前述のマルテンサイト鋼によって構成することができる。

【0035】初段及び最終段のコンプレッサディスクは初段のときは初段の次のもの又は最終段の場合はその前のものよりもいずれも鋼性を有する構造を有している。また、このディスクは初段より徐々に厚さを小さくして高速回転による応力を軽減する構造になっている。

【0036】コンプレッサのブレードは0.05~0.2%、Si0.5%以下、Mn1%以下、Cr10~13%又はこれにMo0.5%以下及び、Ni0.5%以下を含み、残部がFeからなるマルテンサイト鋼によって構成されるのが好ましい。

【0037】タービンブレードの先端部分と摺動接触しリング状に形成されるシュラウドの初段部分には重量で、C0.05~0.2%、Si2%以下、Mn2%以下、Cr17~27%、Co5%以下、Mo5~15%、Fe10~30%、W5%以下、B0.02%以下及び残部が実質的にNiからなる鑄造合金が用いられ、他の部分には重量で、C0.3~0.6%、Si2%以下、Mn2%以下、Cr20~27%、Ni20~30%以下、Nb0.1~0.5%、Ti0.1~0.5%及び残部が実質的にFeからなる鑄造合金が用いられる。これらの合金は複数個のブロックによってリング状に構成されるものである。

【0038】タービノズルを固定するダイヤフラムには初段タービノズル部分が重量で、C0.05%以下、Si1%以下、Mn2%以下、Cr16~22%、Ni8~15%及び残部が実質的にFeからなり、他のタービノズル部分には高C-高Ni系鋼物によって

構成される。

【0039】タービンブレードは重量で、C 0.07～0.25%、Si 1%以下、Mn 1%以下、Cr 12～20%、Co 5～15%、Mo 1.0～5.0%、W 1.0～5.0%、B 0.005～0.03%、Ti 2.0～7.0%、Al 3.0～7.0%と、Nb 1.5%以下、Zr 0.01～0.5%、Hf 0.01～0.5%、V 0.01～0.5%の1種以上と、残部が実質的にNiからなり、オーステナイト相基地に γ' 相及び γ'' 相が析出した铸造合金が用いられ、タービンノズルには重量で、C 0.20～0.60%、Si 2%以下、Mn 2%以下、Cr 25～35%、Ni 5～15%、W 3～10%、B 0.003～0.03%及び残部が実質的にCoからなり、又は更にTi 0.1～0.3%、Nb 0.1～0.5%及びZr 0.1～0.3%の少なくとも1種を含み、オーステナイト相基地に共晶炭化物及び二次炭化物を含む铸造合金によって構成される。これらの合金はいずれも溶体処理された後時効処理が施され、前述の析出物を形成させ、強化される。

【0040】また、タービンブレードは高温の燃焼ガスによる腐食を防止するためにAl、Cr又はAl+Cr拡散コーティングを施すことができる。コーティング層の厚さは30～150 μ mで、ガスに接する翼部に設けるのが好ましい。

【0041】燃焼器はタービンの周囲に複数個設けられるとともに、外筒と内筒との2重構造からなり、内筒は重量でC 0.05～0.2%、Si 2%以下、Mn 2%以下、Cr 20～25%、Co 0.5～5%、Mo 5～15%、Fe 10～30%、W 5%以下、B 0.02%以下及び残部が実質的にNiからなり、板厚2～5mmの塑性加工材を溶接によって構成され、円筒体全周にわたって空気を供給する三ヶ月形のルーバ孔が設けられ、全オーステナイト組織を有する溶体処理材が用いられる。

【0042】

【実施例】

実施例1

図1は本発明の一実施例を示すガスタービンの回転部の断面図である。1はタービンスタブシャフト、2はタービンブレード、3はタービンスタッキングボルト、4はタービンスペーサ、5はデスタントピース、6はコンプレッサディスク、7はコンプレッサブレード、8はコンプレッサスタッキングボルト、9はコンプレッサスタブシャフト、10はタービンディスク、11は中心孔である。本発明のガスタービンはコンプレッサ6が17段あり、又タービンブレード2が2段のものである。タービンブレード2は3段の場合もある。

【0043】本実施例におけるタービンディスク10、タービンスタッキングボルト3、タービンスペーサ4、デスタントピース5、コンプレッサディスクに用いる各種マルテンサイト系鋼の特性を調べた。

【0044】表1に示す組成(重量%)の試料をそれぞれ20kg溶解し、1150℃に加熱し鑄造して実験素材とした。この素材に、1150℃で2h加熱後衝風冷却を行い、冷却温度を150℃で止め、その温度より580℃で2h加熱後空冷の2次焼戻しを行い、次いで605℃で5h加熱後炉冷の2次焼戻しを行った。

【0045】熱処理後の素材からクリーブ破断試験片、引張試験片及びVノッチシャルピー衝撃試験片を採取し実験に供した。衝撃試験は熱処理のままの材料を500℃、1000時間加熱脆化材について行った。この脆化材はラルソン・ミラーのパラメータより450℃で10⁵時間加熱されたものと同等の条件である。

【0046】

【表1】

表 1

No.	組 成 (重量%)									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Nb	(N)	Mn/Ni
1	0.12	0.01	0.24	11.5	2.75	2.0	0.20	0.07	0.05	0.08
2	0.12	0.25	0.71	11.5	2.83	1.8	0.32	—	0.03	0.25
3	0.10	0.02	0.38	11.8	2.09	2.0	0.29	0.05	0.07	0.18
4	0.10	0.09	0.71	12.0	2.41	1.9	0.29	0.04	0.06	0.30
5	0.08	0.15	0.82	11.9	1.62	2.5	0.27	0.06	0.07	0.51
6	0.09	0.09	0.84	11.8	2.10	2.3	0.35	0.05	0.07	0.40
7	0.09	0.05	0.20	11.0	1.71	1.9	0.20	0.05	0.06	0.12
8	0.10	0.04	0.15	10.9	2.51	2.4	0.19	0.06	0.06	0.06
										残部

【0047】表1において、試番1及び8は本発明に係る鋼であり、試番2～7は比較材であり、試番2は現用ディスク材M152鋼相当材である。

【0048】表2はこれら試料の機械的性質を示す。本発明材（試番1及び8）は、高温・高圧ガスタービンディスク材として要求される450℃、10⁵ hクリープ破断強度(>50 kg/mm²)及び脆化処理後の25℃Vノッチシャルビー衝撃値[4 kg-m (5 kg-m cm²)以上]を十分満足することが確認された。これに対し、現用ガスタービンに使用されているM152相当材（試番2）は、450℃、10⁵ hクリープ破断強度が42 kg/mm²、

* mm²、脆化処理後の25℃、Vノッチシャルビー衝撃値が2.7 kg-mで、高温・高圧ガスタービンディスク材として要求される機械的性質を満足できない。次にSi+Mn量が0.4～約1%及びMn/Ni比が0.12以上の高い鋼（試番3～7）の機械的性質を見ると、クリープ破断強度は高温・高圧ガスタービンディスク材として要求される値を満足できるが、脆化後のVノッチシャルビー衝撃値は3.5 kg-m以下であり、満足できない。

【0049】

【表2】

表 2

No.	引張強さ (kg/mm ²)	0.2%耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	450℃破断強度 (kg/mm ²)	250℃衝撃値 (kg-m)	
						脆化前	脆化後
1	112.8	93.7	20.9	63.8	54.5	9.1	7.6
2	115.1	94.0	19.8	60.0	42.0	8.3	2.7
3	112.0	93.3	19.6	60.1	55.1	8.1	2.9
4	113.5	94.3	19.5	59.9	54.1	7.8	2.3
5	110.7	92.9	19.5	59.7	55.2	6.9	1.7
6	111.7	93.6	19.8	60.2	54.3	6.1	1.9
7	111.5	97.7	22.6	62.3	58.0	6.2	3.5
8	113.9	95.3	24.8	61.1	58.1	8.5	7.0

【0050】図2は脆化試験後の衝撃値と(Mn/Ni)比との関係を示す線図である。図に示す如く、(M

n/Ni) 比が0.12 までは大きな差がないが、0.11 以下で脆化が急激に改善され、4 kg-m (5 kg-m/cm²)以上となり、更に0.10以下で6 kg-m (7.5 kg-m/cm²) 以上の優れた特性が得られることが分る。Mnは脱酸剤及び脱硫剤として欠かせないものであり、0.6% 以下添加する必要がある。

【0051】図3は同じくMn量との関係を示す線図である。図に示す如く、脆化後の衝撃値はNi量が2.1% 以下ではMn量を減らしても大きな効果が得られず、Ni量2.1% を越えた含有量とすることによりMnを減らすことによる効果が顕著である。特に、Ni量が2.4 %以上で、効果が大きいことが分る。

【0052】更に、Mn量が0.7 %付近ではNi量によらず衝撃値の改善は得られないが、Mn量を0.6 %以下にすればMn量が低いほどNi量が2.4 %以上で衝撃値の高いものが得られる。

【0053】図4は同じくNi量との関係を示す線図である。図に示す如くMn量が0.7%以上ではNiを高めても脆化に対する改善は小さいが、それ以下のMnに対してはNiの増加によって脆化が顕著に改善されることが明らかである。特に0.15~0.4%のMn量では2.2%以上のNi量で顕著に向上し、2.4 %以上で6 kg-m (7.5 kg-m/cm²) 以上、更に2.5%以上のNi量では(7 kg-m/cm²)以上の高い値が得られることが明らかである。

【0054】図5は450℃×10³h クリープ破断強度とNi量との関係を示す線図である。図に示す如くNi量が2.5 %付近までは強度にほとんど影響ないが、3.0%を越えると50 kg/mm²を下回り、目標とする強度が得られない。尚、Mnは少ない方が強度が高く、0.15~0.25%付近で最も強化され、高い強度が得られる。

【0055】図6は前述の得られた特性に基づいて得られた結果より特定の組成によって得た具体的な図である。表3はその化学組成(重量%)である。

【0056】

【表3】

表 3

Fe	残部
Mn/Ni	0.07
N	0.05
V	0.20
Nb	0.07
Mo	2.05
Ni	2.70
Cr	11.1
Mn	0.20
Si	0.04
C	0.12
No.	9

【0057】溶解をカーボン真空脱酸法にて行い、鍛造後、1050℃で2h加熱後、150℃の油中に焼入れし、次いでその温度から520℃で5h加熱後空冷及び590℃で5h加熱後炉冷の焼戻しを行った。このディスクは外径1000mm、厚さ200mmであり、熱処理後図に示す形状に機械加工したものである。中心孔11は65mmである。12はスタッキングボルトの挿入用穴が設けられる部分、13はタービンブレードを植込みされる部分である。本ディスクの前述と同様の脆化後の衝撃値は8.0 kg-m (10 kg/cm²)及び450℃×10³時間クリープ破断強度は55.2 kg/mm²であり、優れた特性を有していた。

【0058】表4は本実施例のガスタービンの各部件に用いた材料組成(重量%)を示すものである。いずれの

鋼もエレクトロスラグ再溶解法により溶製し、鍛造・熱処理を行った。鑄造は850～1150℃の温度範囲内で、熱処理は表4に示す条件で行った。これら材料の顕微鏡組織は、No.10～15が全焼戻しマルテンサイト組織、No.14及びNo.15が全焼戻しペーナイト組織であった。No.10はデスタントピース及びNo.11最終段のコンプレッサディスクに使用し、前者は厚さ60mm×幅500mm×長さ1000mm、後者は直径1000mm、厚さ180mm、No.7はディスクとして直径1000mm×厚さ180mmに、No.12はスペーサとして外径1000mm×内径400mm×厚さ100mmに、No.13はタービン、コンプレッサのいずれかのスタッキングボルトとして直径40mm×長さ500mm、No.13の鋼を用

い同様にデスタントピースとコンプレッサディスクとを結合するボルトも製造した。No.14及び15はそれぞれタービンスタブシャフト及びコンプレッサスタブシャフトとして直径250mm×長さ300に鍛伸した。更に、No.14の合金をコンプレッサディスク6の13～16段に使用し、No.15の鋼をコンプレッサ6の初段から12段まで使用された。これらはいずれもタービンディスクと同様の大きさに製造した。試験片は熱処理後、試料の中心部分から、No.13を除き、軸（長手）方向に対して直角方向に採取した。この例は長手方向に試験片を採取した。

【0059】

【表4】

表 4

實 施 例 鋼 種	組 成 (%)										熱 処 理
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Nb	N	Fe	
10 (テストピース)	0.10	0.40	0.70	11.56	1.98	1.98	0.20	0.08	0.06	残部	1050℃x 5hOQ 550℃x15hAC 600℃x15hAC
	0.10	0.05	0.65	11.49	1.70	2.04	0.19	0.08	0.06	"	1050℃x 8hOQ 550℃x20hAC 600℃x20hAC
	0.09	0.07	0.59	11.57	2.31	2.22	0.18	0.09	0.06	"	1050℃x 3hOQ 550℃x10hAC 600℃x10hAC
13 (スタッキングボルト)	0.10	0.03	0.69	11.94	1.86	2.25	0.21	0.15	0.05	"	1050℃x 1hOQ 550℃x 2hAC 600℃x 2hAC
	0.26	0.25	0.79	1.09	0.41	1.25	0.23	—	—	"	975℃x 8hWQ 665℃x25hAC 665℃x25hAC
	0.20	0.21	0.36	1.51	2.78	0.62	0.10	—	—	"	840℃x 8hWQ 635℃x25hAC 635℃x25hAC

【0060】表5はその室温引張、20℃Vノッチシャルビー衝撃およびクリープ破断試験結果を示すものである。450℃×10³h クリープ破断強度は一般に用いられているラルソンミラー法によって求めた。

【0061】本発明のNo.10～13 (12Cr鋼)を見ると、450℃、10³h クリープ破断強度が51 kq/mm²以上、20℃Vノッチシャルビー衝撃値が7 kq-m/cm²以上であり、高温ガスタービン用材料として必要な強度を十分満足することが確認された。

【0062】次にスタブシャフトのNo.14及び15 (低合金鋼)は、450℃クリープ破断強度は低いが、引張強さが86 kq/mm²以上、20℃Vノッチシャルビー

衝撃値が7 kq-m/cm²以上であり、スタブシャフトとして必要な強度 (引張強さ≧81 kq/mm²、20℃Vノッチシャルビー衝撃値≧5 kq-m/cm²)を十分満足することが確認された。

【0063】

【表5】

実施例 鋼種	引張強さ (kg/mm ²)	0.02%耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	新 撃 値 vE_{20} (kg-m/cm ²)	10'hクリーブ 破断強度(kg/mm ²)	
						450℃	
10	112.0	79.3	19.8	60.1	8.7	51.1	
11	111.7	79.5	20.1	59.3	8.3	52.3	
12	114.3	81.2	19.5	62.5	7.2	51.3	
13	115.7	82.6	22.3	63.4	8.7	52.7	
14	86.4	—	26.7	68.8	7.5	35.2	
15	86.8	77.1	26.9	69.1	18.2	23	

【0064】デスタントピースの温度及び最終段のコンプレッサディスクの温度は最高450℃となる。前者は2 40
5～30mm及び後者は40～70mmの内厚が好ましい。
タービン及びコンプレッサディスクはいずれも中心に貫
通孔が設けられる。タービンディスクには貫通孔に圧縮
残留応力が形成される。

【0065】タービンブレード、ノズル、燃焼器ライ
ナ、コンプレッサブレード、ノズル、シュラウドセグメ
ント、ダイヤフラムは表6に示す各合金を用いた。

【0066】以上の材料の組合わせによって構成した本
発明のガスタービンは、圧縮比14.7、温度350℃以
上、圧縮機効率が86%以上、初段ノズル入口のガス温 50

度約1200℃が可能となり、32%以上の熱効率(L
HV)が得られる。

【0067】実施例2

図7は前述の本発明に係る耐熱鋼を使用したガスター
ビンの回転部分の部分断面図である。本実施例におけるタ
ービンディスク10は2段有しており、ガス流の上流側
より初段及び2段目には中心孔11が設けられている。
本実施例においてはいずれも表3に示す耐熱鋼によって
タービンディスク、コンプレッサディスク6のガス流の
10 下流側の最終段、ディスタントピース5、タービンス
ペーサ4、タービンスタッキングボルト3及びコンプレ
ッサスタッキングボルト8を構成したものである。その他
のタービンブレード2、タービンノズル14、燃焼器1
5のライナ17、コンプレッサブレード7、コンプレ
ッサノズル16、ダイヤフラム18及びシュラウド19を
表6に示す合金によって構成した。特に、タービンノ
ズル14及びタービンブレード2は鋳物によって構成され
る。本実施例におけるコンプレッサは17段有しており、
タービンスタブシャフト1及びコンプレッサスタブ
20 シャフト9は各々実施例1と同様に構成した。

【0068】

【表6】

23
表 6

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Co	Fe	Mo	B	W	Ti	その他
タービンブレード	0.15	0.11	0.12	15.00	残部	9.02	—	3.15	0.015	3.55	4.11	Zr0.05, Al5.00
タービンノズル	0.43	0.75	0.88	29.16	10.18	残部	—	—	0.010	7.11	0.23	Nb0.21, Zr0.15
燃焼器ライナ	0.07	0.83	0.75	22.13	残部	1.57	18.47	9.12	0.008	0.78	—	—
コンプレッサブレード、ノズル	0.11	0.41	0.61	12.07	0.31	—	残部	—	—	—	—	—
シュラウドセグメント	(1) 0.08	0.87	0.75	22.16	残部	1.83	18.93	9.61	0.005	0.85	—	—
	(2) 0.41	0.65	1.00	23.55	25.63	—	残部	—	—	—	0.25	Nb0.33
ダイヤモンド	0.025	0.81	1.79	19.85	11.00	—	〃	—	1	—	—	—

【0069】表6中タービンブレード、タービンノズル、シュラウドセグメント(1)及びダイヤモンドはいずれもガス上流側の一段目に使用したもので、シュラウドセグメント(2)は2段目に使用したものである。

【0070】本実施例においてコンプレッサディスク6の最終段は外径に対する最小肉厚(t)の比(t/D)が0.08であり、ディスタントピース5の最大内径(D)に対する最小肉厚(t)の比(t/D)が0.04であり、更にタービンディスクの直径(D)に対する中心部の最大肉厚(t)の比(t/D)が初段は0.1

9及び第2段が0.205であり、ディスク間の間隔(1)の比(1/D)が0.21である。各タービンディスク間には空間が設けられている。タービンディスクには全周にわたって等間隔に各ディスクを連結するためのボルト挿入用の穴が複数個設けられている。

【0071】以上の構成によって、圧縮比14.7、温度350℃以上、圧縮効率86%以上、初段タービンノズル入口のガス温度が1200℃と可能になり、32%以上の熱効率(LHV)が得られるとともに、タービンディスク、ディスタントピース、スペーサ、コンプレッサディスクの最終段、スタッキングボルトを前述の如く高いクリープ破断強度及び加熱脆化の少ない耐熱鋼が使用されるとともに、タービンブレードにおいても高温強度が高く、タービンノズルは高温強度及び高温延性が高く、燃焼器ライナは同様に高温強度及び耐疲労強度が高い合金が使用されているので、総合的に信頼性が高くバランスされたガスタービンが得られるものである。

【0072】

【発明の効果】本発明によれば、高温高压(ガス温度：1200℃以上、圧縮比：15クラス)ガスタービン用ディスクに要求されるクリープ破断強度及び加熱脆化後の衝撃値が満足するものが得られ、これを使用したガスタービンはきわめて高い熱効率が達成される顕著な効果が発揮される。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の一実施例を示すガスタービン回転部の断面図。

【図2】脆化後の衝撃値と(Mn/Ni)比との関係を示す線図。

【図3】同じくMn量との関係を示す線図。

【図4】同じくNi量との関係を示す線図。

【図5】クリープ破断強度とNi量との関係を示す線図。

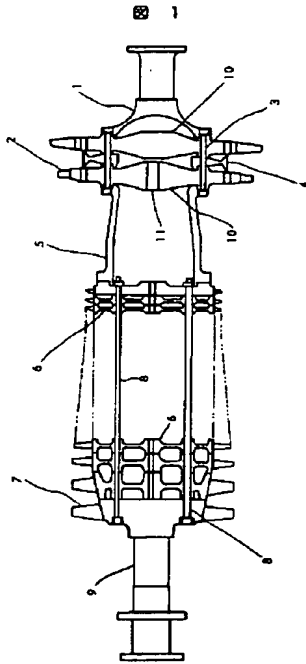
【図6】本発明のタービンディスクの一実施例を示す断面図。

【図7】本発明の一実施例を示すガスタービンの回転部付近の部分断面図。

【符号の説明】

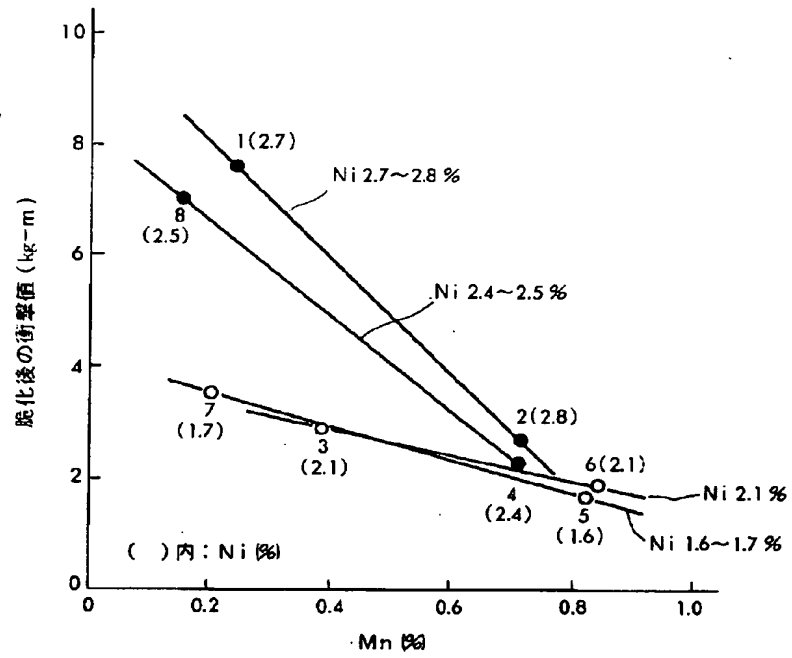
1…タービンスタブシャフト、2…タービンブレード、3…タービンスタッキングボルト、4…タービンスペーサ、5…ディスタントピース、6…コンプレッサディスク、7…コンプレッサブレード、8…コンプレッサスタッキングボルト、9…コンプレッサスタブシャフト、10…タービンディスク、14…タービンノズル、15…燃焼器、16…コンプレッサノズル、17…ライナ、18…ダイヤモンド、19…シュラウド。

【図1】



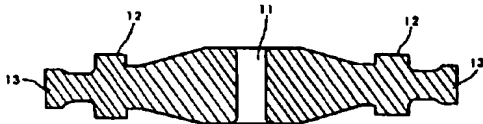
【図3】

図 3



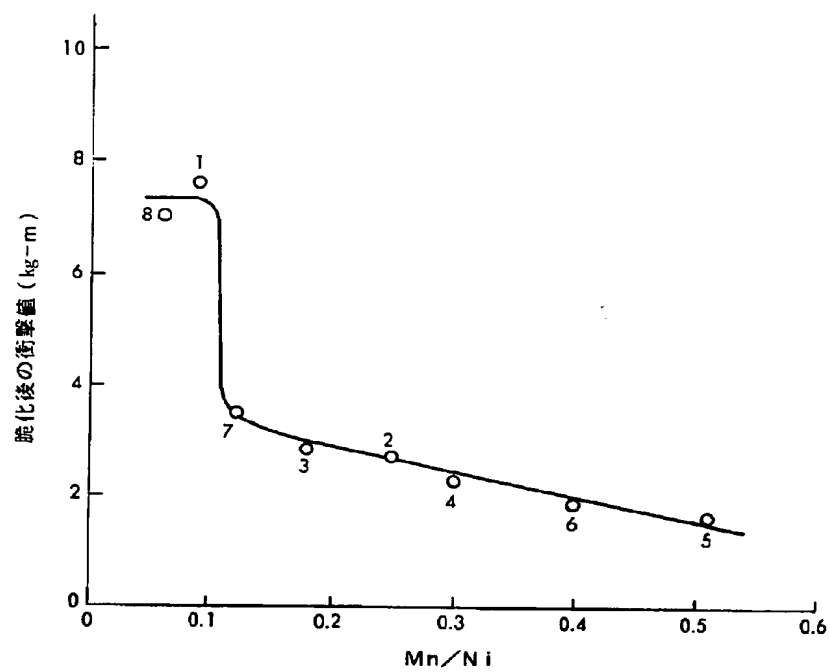
【図6】

図 6



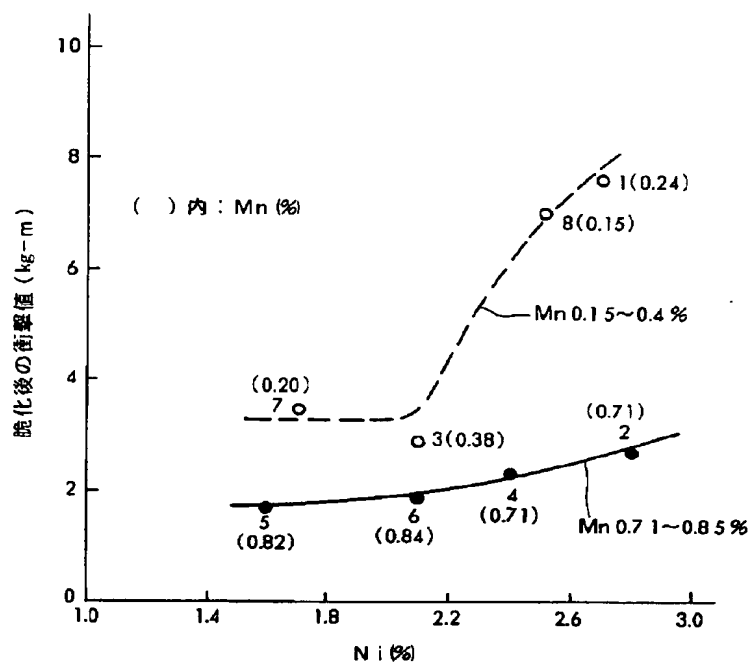
【図2】

図 2



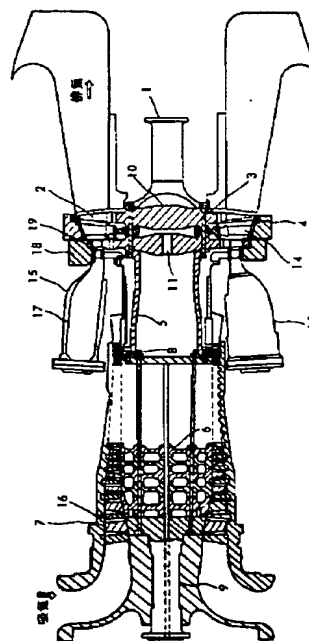
【図4】

図 4

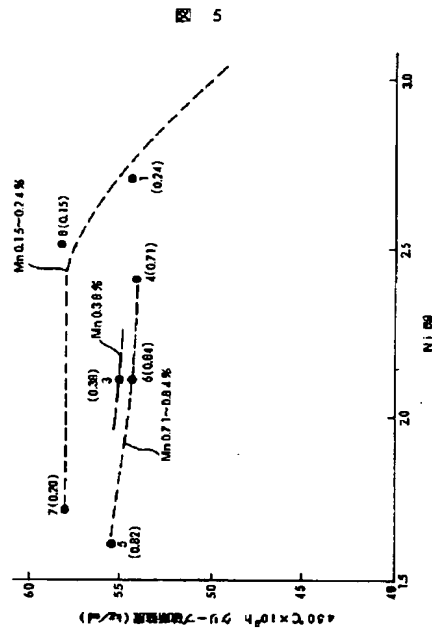


【図7】

図 7



【図5】



フロントページの続き

(72)発明者 飯島 活己
茨城県日立市久慈町4026番地 株式会社
日立製作所 日立研究所内

(72)発明者 前野 良美
茨城県日立市久慈町4026番地 株式会社
日立製作所 日立研究所内

(72)発明者 高橋 慎太郎
茨城県日立市久慈町4026番地 株式会社
日立製作所 日立研究所内

(72)発明者 飯塚 信之
茨城県日立市幸町3丁目1番1号 株式
会社 日立製作所 日立工場内

(72)発明者 黒沢 宗一
茨城県日立市幸町3丁目1番1号 株式
会社 日立製作所 日立工場内

(72)発明者 渡辺 康雄
茨城県勝田市堀口832番地の2 株式会
社 日立製作所 勝田工場内

(72)発明者 平賀 良
東京都千代田区神田駿河台四丁目6番地
株式会社 日立製作所内

(56)参考文献 特開 昭58-110661 (J P. A)